

Available online at www.sciencedirect.com**SciVerse ScienceDirect**

Procedia Engineering 27 (2012) 954 – 968

**Procedia
Engineering**www.elsevier.com/locate/procedia

2011 Chinese Materials Conference

Forging process of a new type high-performance P/M turbine disk superalloy

Kai Wu^{a,*}, Guoquan Liu^{a,b}, Benfu Hu^a, Wenbin Ma^a, Yiwen Zhang^{c,d}, Yu Tao^d, Jiantao Liu^d

^aSchool of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

^bState Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

^cSchool of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

^dHigh Temperature Materials Research Institution, CISRI, Beijing 100081, China

Abstract

The hot forging deformation experiments of a new type high performance powder metallurgy (P/M) turbine disk superalloy FGH98 I has been performed under the conditions of the deformation temperatures of 1050–1100 °C and strain rates of 0.0003–0.01 s⁻¹, and then with subsequent subsolvus and supersolvus heat treatments for 0.25–1 h. The results show that FGH98 I alloy exhibits the desired thermoplastic response under the testing conditions. The forging flow stress increases with increasing strain rate and decreasing temperature. The mean grain size of as-forged FGH98 I varies between 6.0 μm and 8.0 μm, and only slightly coarsens with the increasing temperature and decreasing strain rate. The mean grain size of the subsolvus heat treated specimens varies between 8.6 μm and 24 μm, slowly coarsens with increasing solution time, and moderately coarsens with increasing temperature and decreasing strain rate. The mean grain size under supersolvus heat treated varies between 10 μm and 46 μm, obviously coarsens with increasing temperature and solution time, and coarsens with decreasing strain rate. The above results can be used for optimizing the practical forging process of FGH98 I disk alloy.

© 2011 Published by Elsevier Ltd. Selection and/or peer-review under responsibility of Chinese Materials Research Society. Open access under [CC BY-NC-ND license](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/).

Keywords: nickel-based P/M superalloy; forge; flow stress; grain size; heat treatment

新型涡轮盘用高性能镍基粉末高温合金的锻造工艺研究

* Corresponding author. Tel.: +86-10-62334314
E-mail address: wk-ustb@163.com

吴凯^a, 刘国权^{a,b}, 胡本芙^a, 马文斌^a, 张义文^{c,d}, 陶宇^d, 刘建涛^d

^a 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

^b 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083

^c 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083

^d 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081

摘 要

为寻找合适的锻造条件以得到均匀的细晶和粗晶组织, 对新型涡轮盘用高性能粉末高温合金 FGH98 I 在变形温度为 1050~1100 °C, 应变速率为 0.0003~0.01 s⁻¹ 条件下进行热锻造变形, 并对锻造样进行了 0.25~1 h 亚固溶与过固溶热处理。结果表明: FGH98 I 合金展示出良好的热塑性, 其锻造流变应力随着应变速率增大和变形温度降低而增高。直接锻造平均晶粒尺寸一般在 6.0~8.0 μm 之间变化, 随着变形温度升高和应变速率降低而稍有粗化。亚固溶热处理平均晶粒尺寸在 8.6~24 μm 之间变化, 随着固溶时间延长而缓慢增大, 随着变形温度增大和应变速率降低而适度粗化。过固溶热处理的平均晶粒尺寸在 10~46 μm 之间变化, 随着变形温度和固溶时间增大而明显粗化, 随着应变速率减小而增大。该结果为 FGH98 I 合金盘件实际锻造工艺的优化选择提供了理论依据。

关键词: 镍基粉末高温合金; 锻造; 流变应力; 晶粒尺寸; 热处理

镍基粉末高温合金由于在高温下表现出一系列优异的综合性能, 有效保证了航空发动机的可靠性和耐久性, 因而成为先进航空发动机涡轮盘的首选材料。为满足涡轮盘用材料日益增长的性能要求, 国外已经历三代粉末高温合金的研制并成功得到应用^[1-3], 我国已研制出二代粉末高温合金^[4-5], 因此, 开展我国使用温度为 750~800 °C、强度与损伤容限性能兼优的第三代涡轮盘用粉末高温合金研制工作具有重要现实意义。FGH98 I 合金是一种新型涡轮盘用高性能粉末高温合金, 由本文作者们参考国外已公布的第三代粉末镍基高温合金成分, 基于热力学计算结果对合金成分进行优化设计所得^[6]。

众所周知, 晶粒尺寸主要和与 γ' 相固溶温度有关系的固溶热处理有关^[7]。细晶是在 γ' 相固溶温度以下进行亚固溶热处理, 未溶解的晶界 γ' 相阻碍晶粒长大, 因而晶粒保持细小; 粗晶通过在 γ' 固溶温度以上的过固溶热处理获得, 由于消除了晶界 γ' 相而使晶粒长大。然而, 锻造工艺条件也明显影响固溶热处理-晶粒尺寸响应。锻造工艺条件影响直接锻造组织的晶粒尺寸, 同时, 锻造工艺不同也引入不同数量的位错和相关联的晶粒内部储存能, 后者在固溶热处理过程中驱动晶粒长大^[8]。因此, 研究锻造工艺参数与固溶热处理合金最后的晶粒尺寸之间的关系是必要的, 这对低周疲劳抗力尤为重要, 而疲劳寿命对晶粒尺寸也很敏感^[9-12]。本研究目的是对新型涡轮盘用高性能粉末高温合金 FGH98 I 热等静压态合金锭小压缩检测样执行热锻造和热处理实验, 探寻在何种工艺条件下允许其在合适热处理后获得均匀的细晶和粗晶组织, 以期 FGH98 I 合金盘件实际热锻造工艺的优化选择提供理论依据。

1. 实验材料与方法

实验材料为新型涡轮盘用高性能粉末高温合金 FGH98 I 热等静压态 (HIP) 合金锭, 热等静压制度为 1180 °C/120 MPa/4 h。合金的实测成分 (质量分数/%) 为: 0.048C, 12.92Cr, 20.83Co, 2.64Mo, 3.85W, 3.57Al, 3.53Ti, 1.51Nb, 1.65Ta, 0.027B, 0.043Zr, 0.2Hf, Ni 为基体。沿锭坯轴向用线切割切取 φ 8 mm×15 mm 的小圆柱样, 热模拟实验在 Gleeble-1500 热模拟机上进行。考虑到实际生产中合金热成型工艺采用等温锻造成型, 本研究中热变形采用圆柱轴向压缩方式。实验变形温度为 1050, 1075 和 1100 °C, 应变速率为 0.0003, 0.001 和 0.01 s⁻¹, 变形量为 50%, 保温时间为 5 min, 由 Gleeble-1500 热模拟机配套的计算机自动采集应力、应变和温度数据, 通过 Origin7.5 软

件对实验数据进行处理。所有热模拟试样切成二块，首先进行原始锻态组织观察，然后每个试样的二分之一在高温炉中进行 1135 °C/0.25~1 h 的亚固溶热处理，另一个二分之一进行了 1191 °C/0.25~1 h 的过固溶热处理。利用 Olympus 光学金相显微镜观察合金的锻态和热处理态的金相组织，所用化学浸蚀剂为 CuCl_2 (10 g)+HCl (50 mL)+ H_2O (50 mL)，浸蚀时间为 30~60 s。对试样近中心 5 个区域进行测量以确定其平均晶粒尺寸，按照 ASTM E112 用截线法来进行统计。

所有情形中的控制参数通过 $v_i = (v_i - v_{\text{mid}})/(0.5*(v_{\text{max}} - v_{\text{min}}))$ 的关系转换为标准形式，产生了从 -1 到 1 范围的标准变量，定义标准变量如变形温度 T' ，应变速率 $\log(R)'$ 和固溶时间 $\log(S)'$ 如下：

$$T' = (T - 1075)/25 \quad (1)$$

$$\log(R)' = (\log(R) + 3)/0.76 \quad (2)$$

$$S' = (S - 0.5)/0.375 \quad (3)$$

所有的回归模型方程源自比较前推和反推变量选择的结果，在包含这些变量有 90% 可能性意义。在模型选定后，进行分歧和剩量的分析以评估拟合和正值化的吻合性。在对其它变量进行适应后，每种显著参数对响应的影响直接被评估。最后，对每个方程在中心点和其它数值处的预测响应和置信区间进行了检测。

2. 结果与讨论

2.1. 原始组织

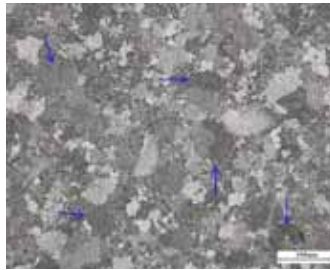


图 1 FGH98 I 合金的热等静压态组织

Fig.1 Microstructure of the hot isostatic pressed alloy FGH98 I

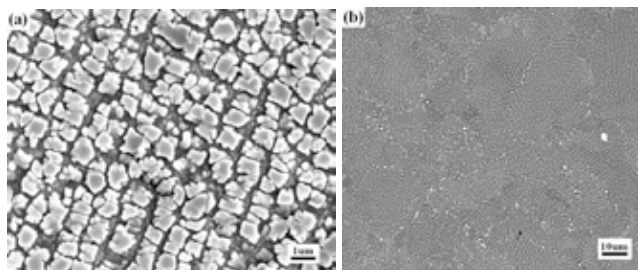


图 2 FGH98 I 合金的热等静压态 SEM 组织：(a) 方形 γ' 相；(b) 白色碳化物

Fig. 2 SEM micrographs of the hot isostatic pressed alloy FGH98 I showing (a) cuboidal γ' precipitates (second electron image) and (b) white carbides (back-scattered electron image)

图 1 为新型涡轮盘用高性能粉末高温合金 FGH98 I 热等静压态的典型组织，主要由再结晶晶粒和少量保持枝晶结构的未变形粉末颗粒组成（如箭头所示），其晶粒度为 ASTM 7~8 级。图 2 的 SEM 观察发现存在近方形 γ' 相(2(a))和主要在晶界分布的碳化物(2(b))。图 2(b)显示了由大 γ' 相和白色碳化物勾勒的原始颗粒边界网， γ' 相的体积分数约为 51%，结合能谱分析可知，在晶界分布为富 Cr, Mo 和 W 的 $M_{23}C_6$ 型碳化物，在晶内分布的是富 Ti, Ta 和 Nb 的 MC 型碳化物。

2.2. 锻造应力-应变曲线

新型涡轮盘用高性能粉末高温合金 FGH98 I 在不同变形条件下的真应力-真应变曲线如图 3 所示。由图 3 可知，当应变量较小时，FGH98 I 合金的流变应力随着应变量的增加而增大；当应变量超过一定值后，流变应力逐渐减小，流变曲线表现为明显的动态再结晶特征。

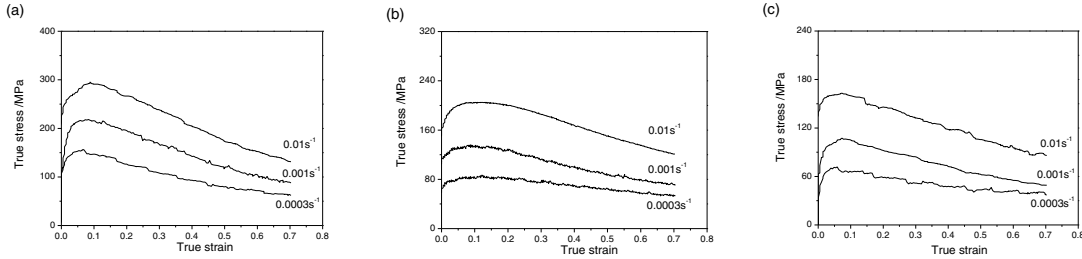


图 3 FGH98 I 合金在不同锻造温度及应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of alloy FGH98 I at different forging temperatures and strain rates:(a)1050 °C; (b)1075 °C; (c)1100 °C

图 4 为当应变量为 0.4 时，FGH98 I 合金流变应力与变形温度和应变速率的关系。由图 4 可知，当变形温度一定时，FGH98 I 合金的流变应力随着应变速率的增大而增大；当应变速率一定时，其流变应力随变形温度的升高而减小。

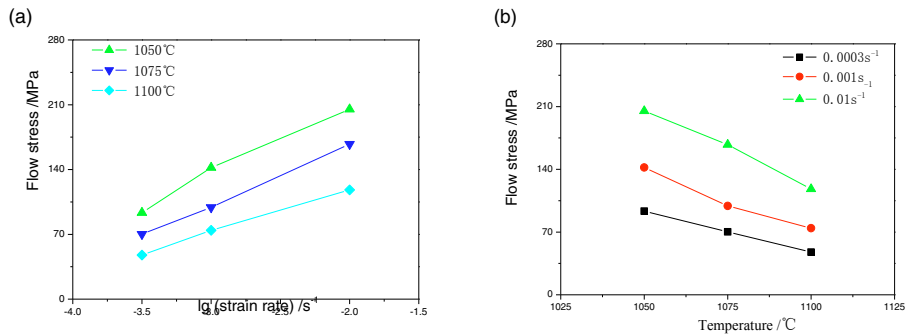


图 4 FGH98 I 合金流变应力与变形温度(a)和应变速率(b)的关系 ($\epsilon=0.4$)

Fig.4 Relations of flow stress with deformation temperature (a) and strain rate (b) at $\epsilon=0.4$

将图 4 中的应力 $\log(\text{stress})$ 对温度 T' ，应变速率 $\log(R')$ 和它们相互关系进行反向延伸的线性回归，得到相应的回归方程如下：

$$\log(\text{stress}) = 1.9758 - 0.1356T' + 0.1804\log(R)' \quad R^2 = 0.9799 \quad (4)$$

此方程表明在本研究的变形条件范围内, FGH98 I 合金的流变应力随着温度升高而减小, 随着应变速率增大而增高, 且后者的影响更大。此外, FGH98 I 合金预测和实际的流变应力图表明有很好的一致性, 如图 5 所示。

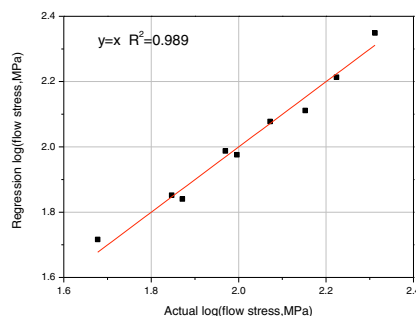


图 5 FGH98 I 合金实际-回归流变应力的比较

Fig.5 Comparison of actual vs regression flow stresses of alloy FGH98 I

材料在锻造变形过程中展示出良好的热塑性流变将允许材料完全流变到锻造模具的腔内并在材料内有均匀的应变和应变速率, 同时最小化在模具中所形成的应力。好的热塑性流变是在材料有高的应变速率敏感因子时呈现, 这通常由 $\sigma = K(d\epsilon/dt)^m$ 来定义, 当材料在热变形条件下其应变速率敏感因子大于 0.3, 其热塑性良好^[12]。应变速率敏感因子 m 通过将 $\log(\text{应力})$ 视为 $\log(\text{应变速率})$ 在固定温度和预处理时间下函数的线性回归拟合来进行评估, 所依照方程如下:

$$\log(\sigma) = \log K + m \log(d\epsilon/dt) \quad (5)$$

图 6 为 FGH98 I 合金的 $\log(\text{应力}) - \log(\text{应变速率})$ 图, 应变速率敏感因子 m 即为每条拟合线的斜率且对所有条件下均保持在 0.3 以上。因此, 新型涡轮盘用高性能粉末高温合金 FGH98 I 在本研究的实验条件下展示出良好的热塑性。

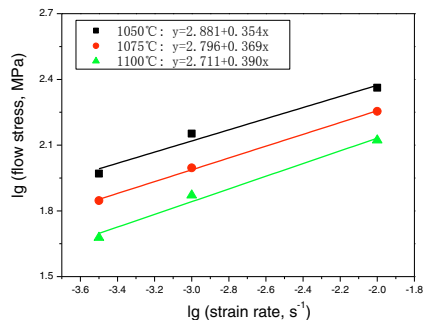


图 6 $\log(\text{流变应力}) - \log(\text{应变速率})$ 图及超塑性 (m) 确定

Fig.6 $\log(\text{flow stress})$ vs $\log(\text{strain rate})$ plots with superplasticity (m) determinations

2.3. 直接锻造后的晶粒尺寸

FGH98 I 合金在 1050, 1075 和 1100 °C 不同应变速率下直接锻造态试样的显微组织分别见于

图 7, 8 和 9。由图 7~9 可知, FGH98 I 合金发生明显的动态再结晶, 晶粒细化, 但仍存在一定数量的残余枝晶区, 其本质上是一种未完全再结晶组织区, 它的形成与凝固组织的遗传性密切相关^[13]。图 10 为 FGH98 I 合金直接锻造平均晶粒尺寸与变形温度, 应变速率的关系, 由图 10 可知, 直接锻造晶粒尺寸一般在 $6.0\sim 8.0\ \mu\text{m}$ 之间变化, 但 $1100\ ^\circ\text{C}$ 和 $0.0003\ \text{s}^{-1}$ 的锻造条件结合产生稍大的、平均尺寸为 $12.6\ \mu\text{m}$ 的晶粒。

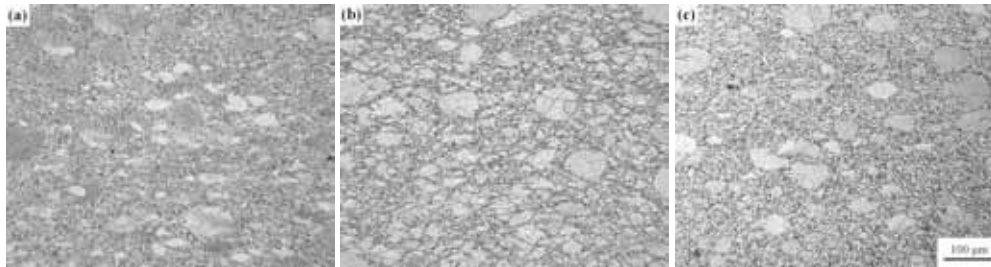


图 7 FGH98 I 合金 $1050\ ^\circ\text{C}$ 热变形后的显微组织: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$; (b) $0.001\ \text{s}^{-1}$; (c) $0.0003\ \text{s}^{-1}$

Fig.7 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at $1050\ ^\circ\text{C}$: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$; (b) $0.001\ \text{s}^{-1}$; (c) $0.0003\ \text{s}^{-1}$

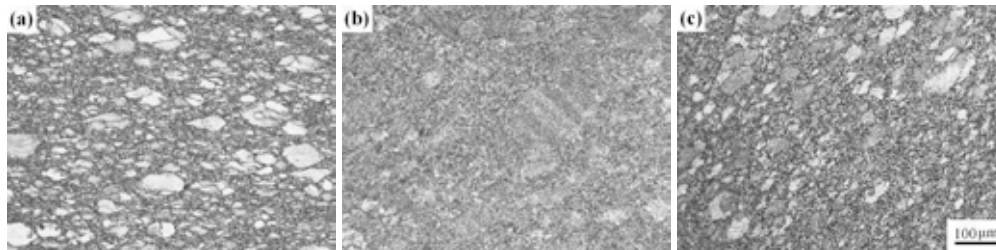


图 8 FGH98 I 合金 $1075\ ^\circ\text{C}$ 热变形后的显微组织: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$; (b) $0.001\ \text{s}^{-1}$; (c) $0.0003\ \text{s}^{-1}$

Fig.8 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at $1075\ ^\circ\text{C}$: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$; (b) $0.001\ \text{s}^{-1}$; (c) $0.0003\ \text{s}^{-1}$

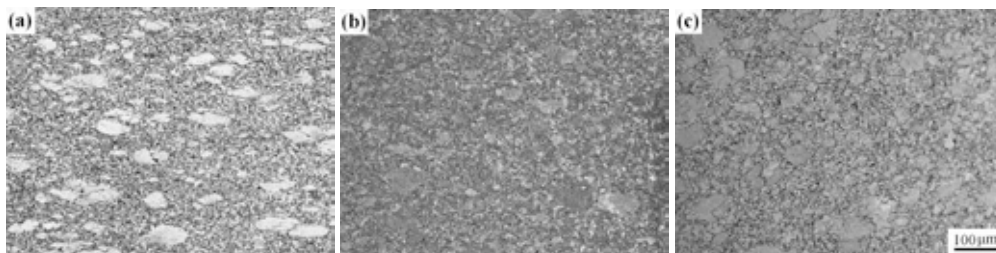


图 9 FGH98 I 合金 $1100\ ^\circ\text{C}$ 热变形后的显微组织: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$; (b) $0.001\ \text{s}^{-1}$; (c) $0.0003\ \text{s}^{-1}$

Fig.9 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at $1100\ ^\circ\text{C}$: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$; (b) $0.001\ \text{s}^{-1}$; (c) $0.0003\ \text{s}^{-1}$

将图 10 中的锻态平均晶粒尺寸 (AFG) 对温度 T' , 应变速率 $\log(R)'$ 和它们相互关系进行逐步线性回归, 得到相应的回归方程如下:

$$AFG = 7.9757 + 1.2333T' - 1.2646\log(R)' \quad R^2 = 0.6369 \quad (6)$$

此方程的拟合度稍差，但也在一定程度上表明在本研究的变形条件范围内，FGH98 I 锻态合金的平均晶粒尺寸随着温度升高而增大，随着应变速率减小而增大，这是因为高温，低应变速率的变形条件既使 FGH98 I 合金更易发生动态再结晶，也使其后续的晶粒长大更易进行。

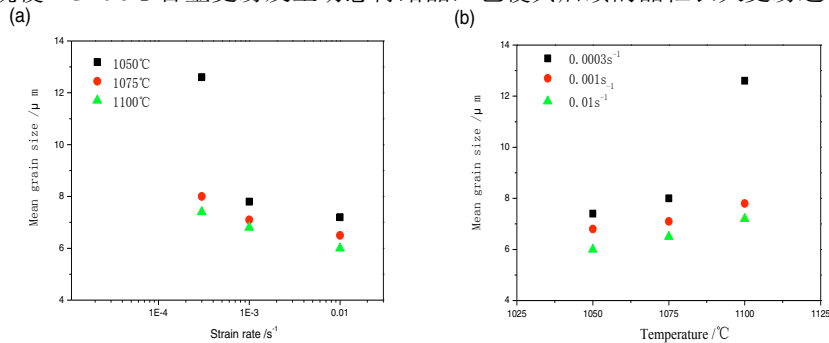


图 10 FGH98 I 合金直接锻造平均晶粒尺寸与变形温度(a)和应变速率(b)的关系 Fig.10 Relations of mean grain size with deformation temperature (a) and strain rate (b)

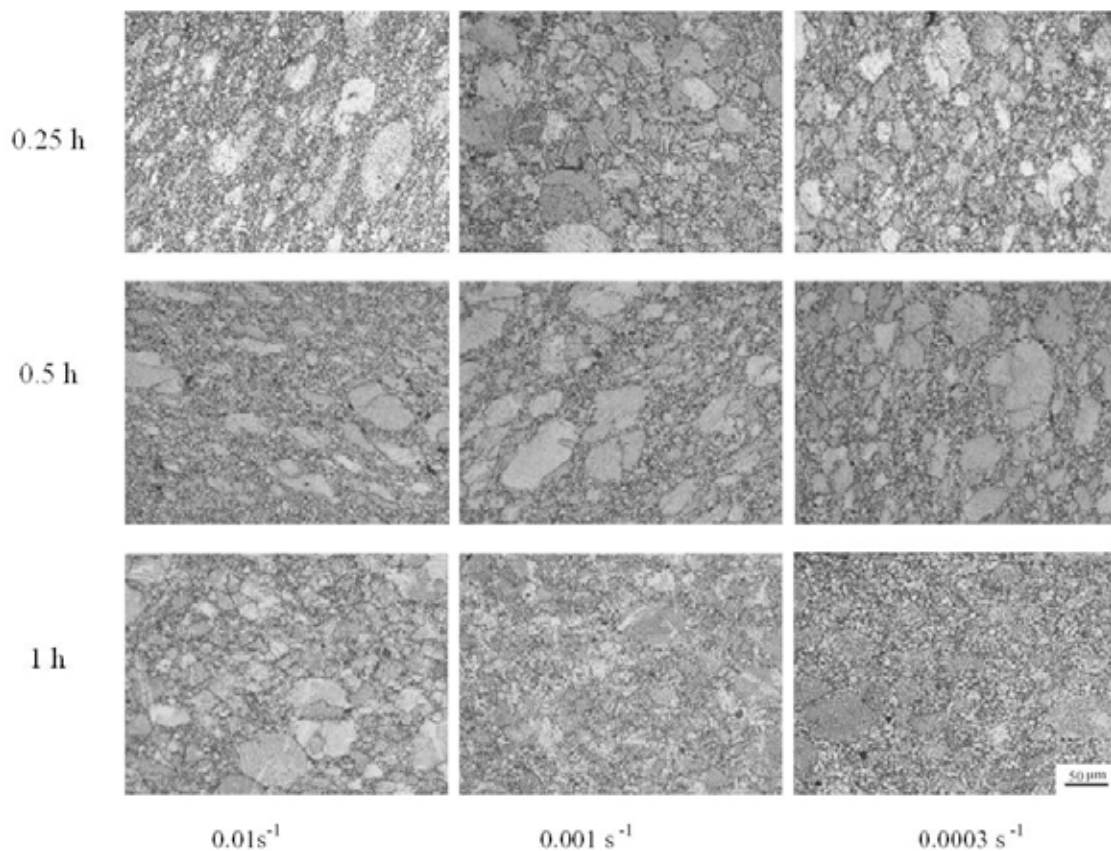


图 11 FGH98 I 合金 1050 °C 锻造试样在 1135 °C 保温 0.25h-1h 的显微组织 Fig.11 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at 1050 °C and then heat treated at 1135 °C for 0.25-1 h

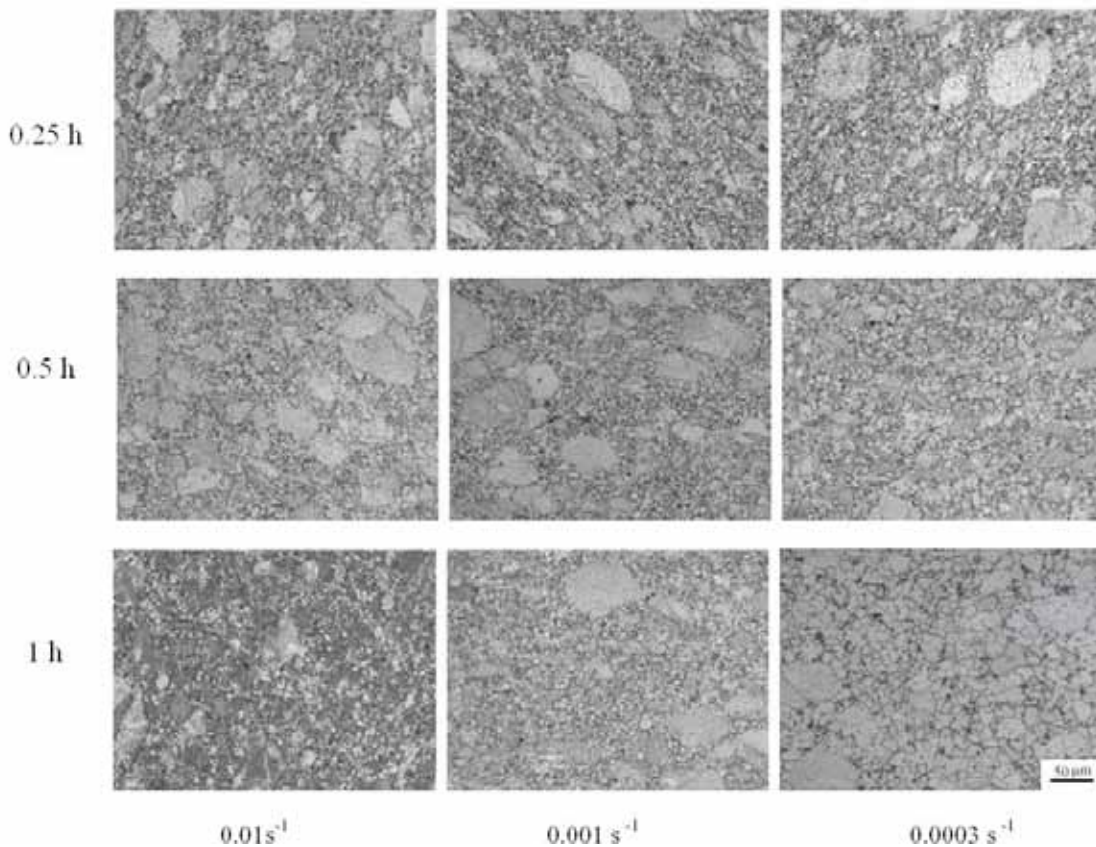


图 12 FGH98 I 合金 1075 °C 锻造试样在 1135 °C 保温 0.25~1 h 的显微组织

Fig.12 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at 1075 °C and then heat treated at 1135 °C for 0.25-1 h

2.4. 亚固溶热处理后的晶粒尺寸

FGH98 I 合金锻造试样经 1135 °C/0.25~1 h 的亚固溶热处理典型组织的见于图 11, 12 和 13。图 14 和图 15 分别为 FGH98 I 合金不同变形温度和不同应变速率试样在 1135 °C 保温 0.25~1 h 的平均晶粒尺寸变化, 由图 14 和图 15 可知, 当变形温度为 1050 °C 或应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 随着亚固溶热处理时间延长, 其晶粒尺寸基本不变; 当变形温度为 1075 °C, 应变速率为 0.0003 s^{-1} 时, 随着亚固溶热处理时间的延长, 其晶粒尺寸缓慢增大; 而当变形温度为 1100 °C, 应变速率 $\leq 0.001 \text{ s}^{-1}$ 时, FGH98 I 合金平均晶粒尺寸随着亚固溶热处理时间的延长而缓慢增大。

FGH98 I 亚固溶合金的平均晶粒尺寸 SBG 对温度 T' , 应变速率 $\log(R)'$ 和固溶时间 S' 进行逐步线性回归, 得到相应的回归方程如下:

$$SBG = 13.3480 + 3.9449T' - 3.1422\log(R)' + 1.8175S' - 1.3826T'\log(R)' - 1.2328\log(R)S' \quad (7)$$

此方程的相关系数 $R^2 = 0.9161$, 其预测值与实际值有较好的一致性, 表明 FGH98 I 合金的平均晶粒尺寸在本研究的条件范围内随着应变速率的升高而减少, 随着变形温度, 固溶时间增大而增大。

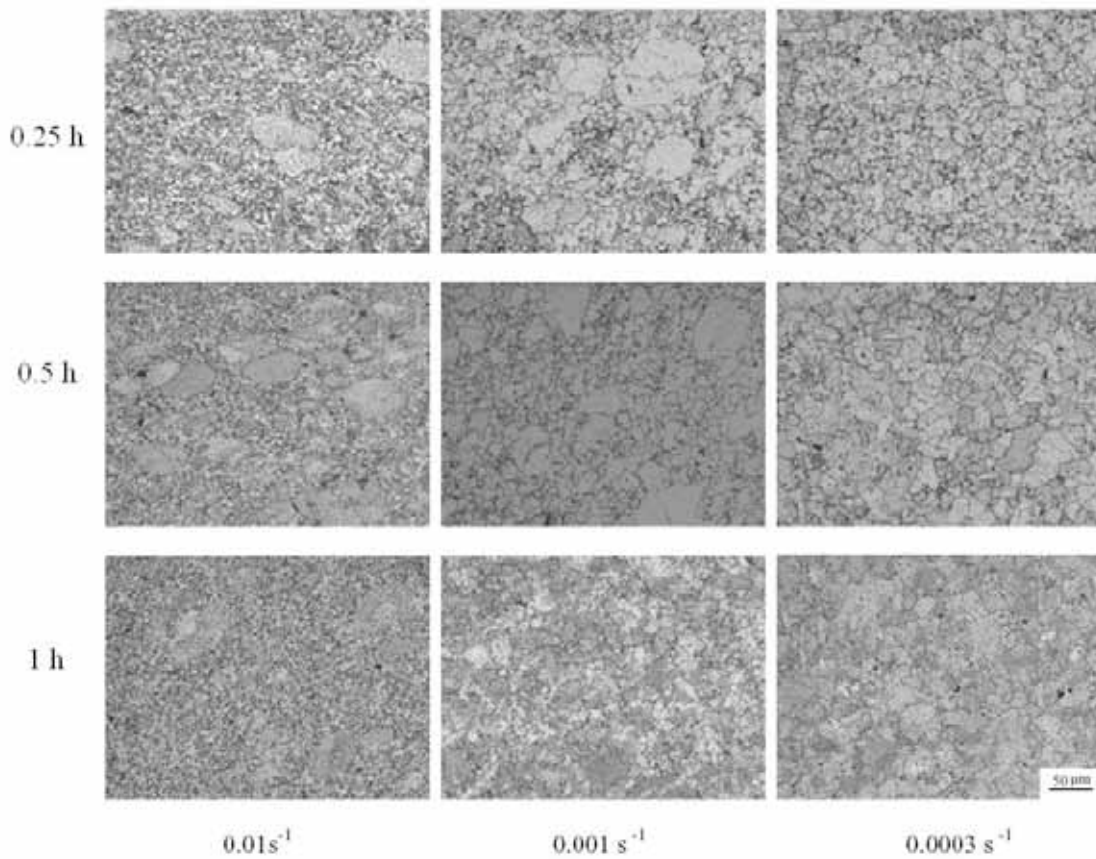


图 13 FGH98 I 合金 1100 °C 锻造试样在 1135 °C 保温 0.25-1h 的显微组织

Fig.13 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at 1100 °C and then heat treated at 1135 °C for 0.25- h

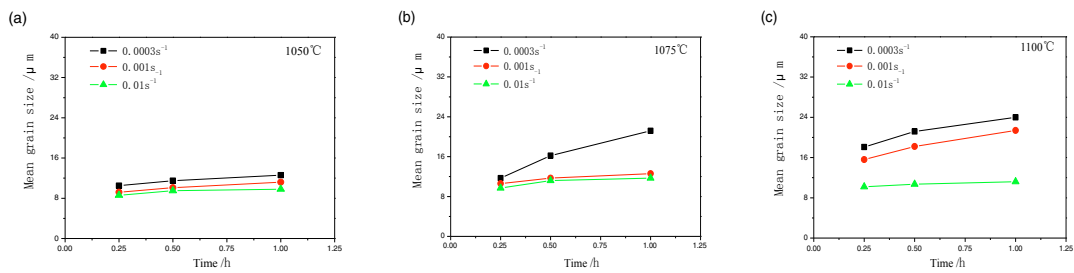


图 14 FGH98 I 合金不同变形温度试样在 1135 °C 保温 0.25~1 h 的平均晶粒尺寸变化: (a)1050 °C; (b)1075 °C; (c)1100 °C

Fig.14 Mean grain size change of alloy FGH98 I deformed at different temperatures and then heat treated at 1135 °C for 0.25~1 h: (a)1050 °C ; (b)1075 °C; (c)1100 °C

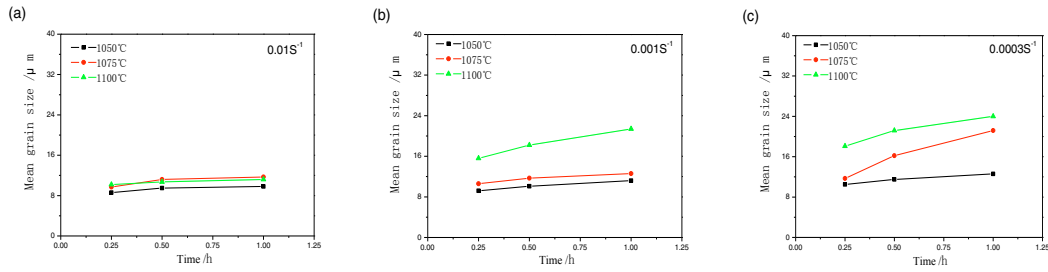


图 15 FGH98 I 合金不同应变速率试样在 1135 °C 保温 0.25~1 h 的平均晶粒尺寸变化: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.001 s^{-1} ; (c) 0.0003 s^{-1}

Fig.15 Mean grain size change of alloy FGH98 I deformed at different strain rates and then heat treated at 1135 °C for 0.25-1h: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.001 s^{-1} ; (c) 0.0003 s^{-1}

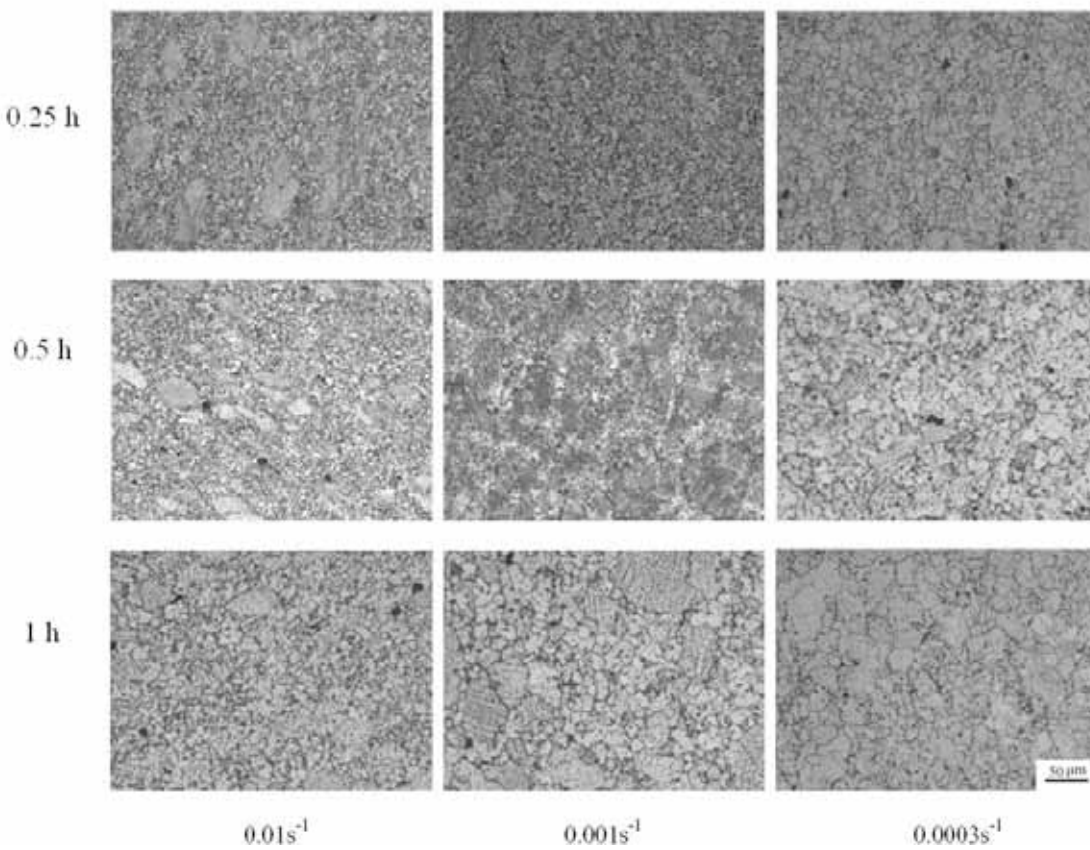


图 16 FGH98 I 合金 1050 °C 锻造试样在 1191 °C 保温 0.25~1 h 的显微组织

Fig.16 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at 1050 °C and then heat treated at 1191 °C for 0.25-1 h

2. 5. 过固溶热处理后的晶粒尺寸

FGH98 I 合金锻造试样经 1191 °C/0.25~1 h 的过固溶热处理典型组织的见于图 16, 17 和 18。图 19 和图 20 分别为 FGH98 I 合金不同变形温度 and 不同应变速率试样在 1191 °C 保温 0.25~1 h 的平均晶粒尺寸变化, 由图 19 和图 20 可知, 当变形温度为 1050 °C, 应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 随着过固溶热处理时间延长, 其晶粒尺寸基本不变; 应变速率为 0.001 s^{-1} 和 0.0003 s^{-1} 的热变形试样有相似的晶粒长大倾向, 且随着变形温度和固溶时间增大, 其差别逐渐减小。

FGH98 I 过固溶合金的平均晶粒尺寸 SPG 对温度 T' , 应变速率 $\log(R)'$ 和固溶时间 S' 进行逐步线性回归, 得到相应的回归方程如下:

$$SPG = 20.3013 + 4.7444T' - 6.6659\log R' + 7.2714S' \quad R^2 = 0.9055 \quad (8)$$

此方程表明 FGH98 I 过固溶合金的平均晶粒尺寸在本研究的条件范围内随着变形温度和固溶时间增大而增大, 且后者的影响更显著, 随着应变速率增大而减小。

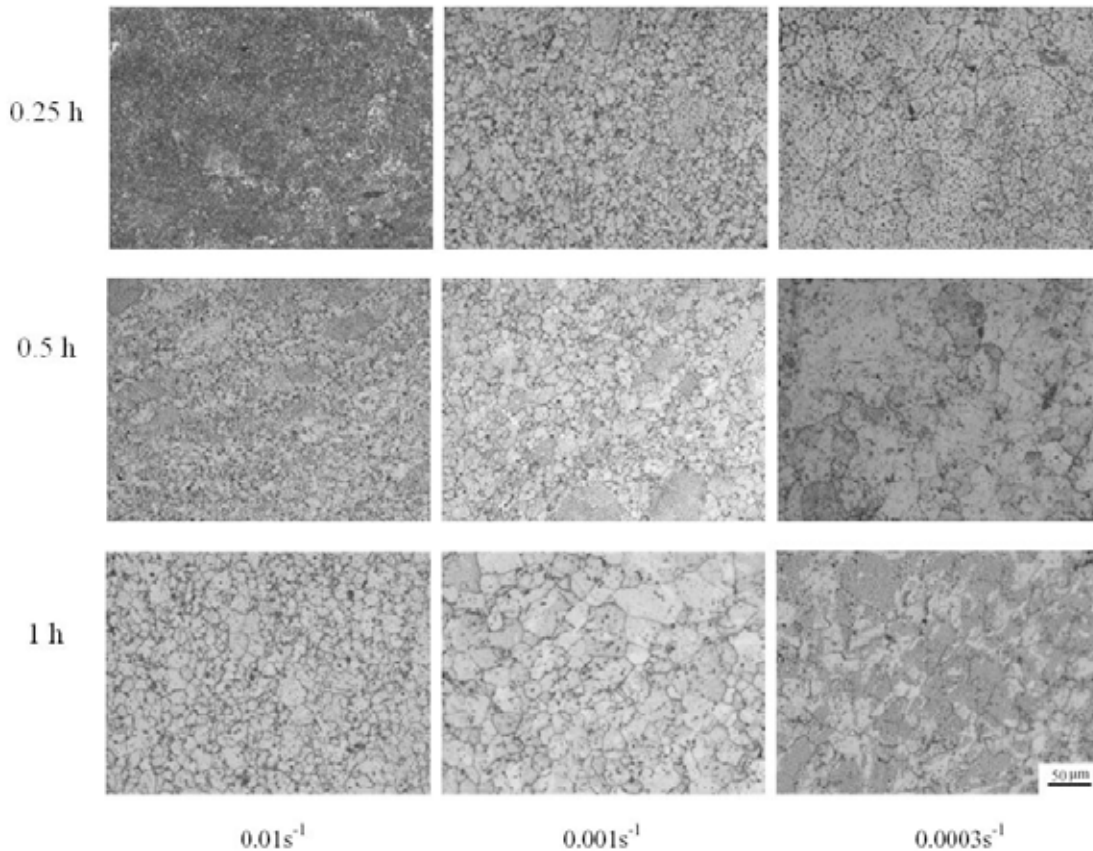


图 17 FGH98 I 合金 1075 °C 锻造试样在 1191 °C 保温 0.25~1 h 的显微组织

Fig.17 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at 1075 °C and then heat treated at 1191°C for 0.25-1 h

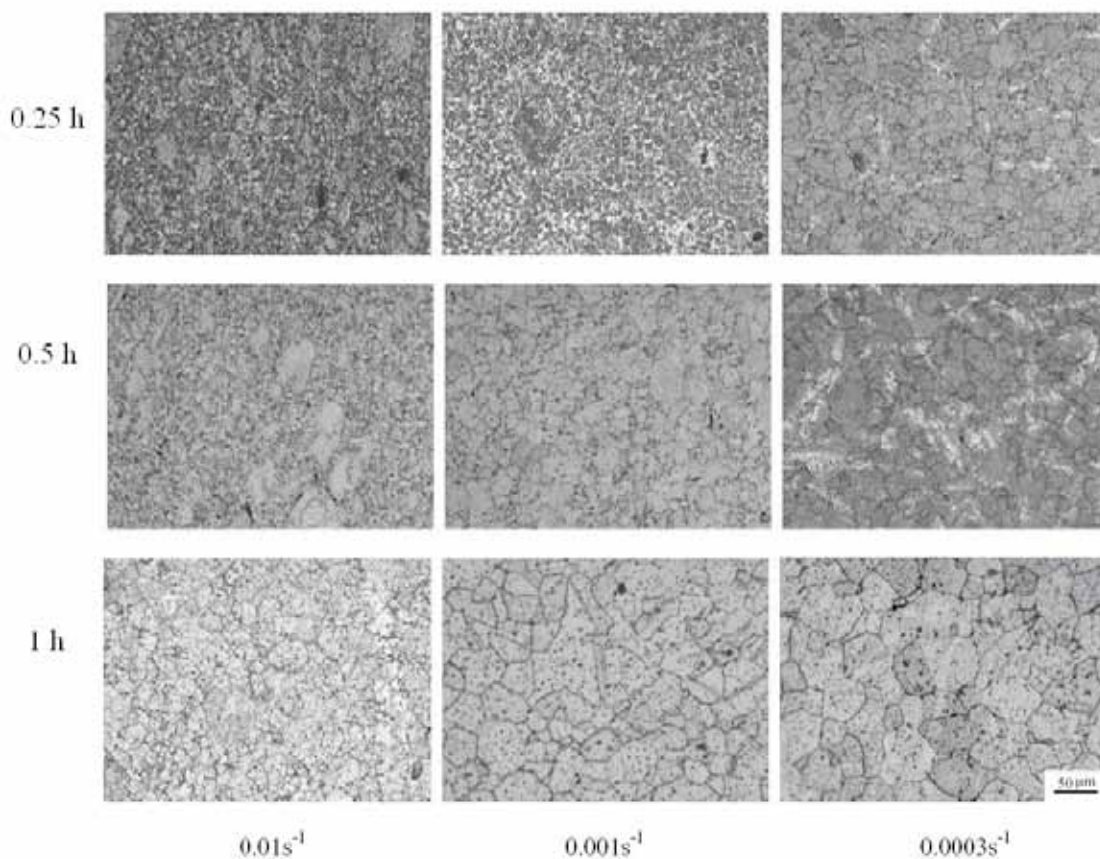


图 18 FGH98 I 合金 1100 °C 锻造试样在 1191 °C 保温 0.25~1 h 的显微组织

Fig.18 Microstructure of alloy FGH98 I deformed at 1075 °C and then heat treated at 1191 °C for 0.25-1 h

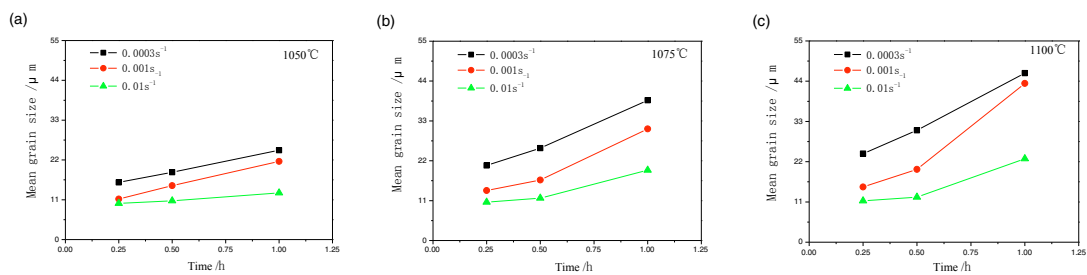


图 19 FGH98 I 合金不同变形温度试样在 1191 °C 保温 0.25~1 h 的平均晶粒尺寸变化: (a)1050 °C; (b)1075 °C; (c)1100 °C

Fig.19 Mean grain size change of alloy FGH98 I deformed at different temperatures and then heat treated at 1191 °C for 0.25-1 h: (a)1050 °C; (b)1075 °C; (c)1100 °C

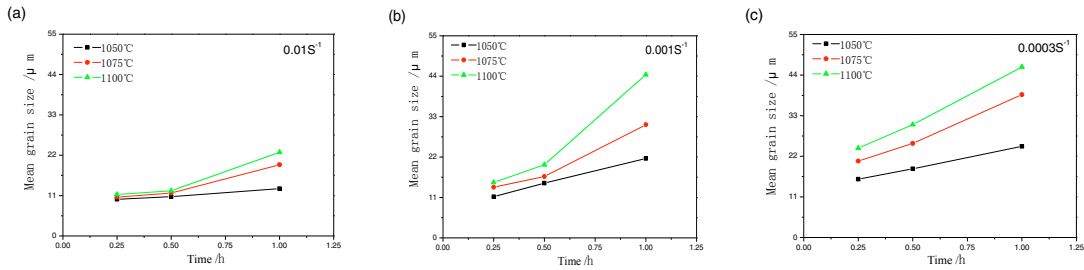


图 20 FGH98 I 合金不同应变速率试样在 1191 °C 保温 0.25~1 h 的平均晶粒尺寸变化: (a)0.01 s⁻¹; (b)0.001 s⁻¹; (c)0.0003 s⁻¹

Fig.20 Mean grain size change of alloy FGH98 I deformed at different strain rates and then heat treated at 1191 °C for 0.25-1 h: (a)0.01 s⁻¹; (b)0.001 s⁻¹; (c)0.0003 s⁻¹

2.6. 选择合适获得均匀组织的锻造条件

总体而言, 直接锻造, 亚固溶和过固溶的平均和最大晶粒尺寸在最低的锻造温度 1050 °C 时最小, 且在那个温度对应变速率和预保温时间相对敏感。直接锻造, 亚固溶, 过固溶以及亚固溶+过固溶的平均和最大晶粒尺寸在最高的锻造温度 1100 °C 时最大, 对应变速率和预保温时间更敏感。中间的锻造温度 1075 °C 允许有中间的平均和最大晶粒尺寸, 且有相对低的应变速率和预保温时间敏感性。这大体上证实需取低的锻造温度范围以确保均匀的组织。

在整个研究的锻造条件范围内, FGH98 I 合金亚固溶热处理试样的组织大体上相当均匀。然而, 在 1050 °C 进行锻造变形, 亚固溶平均晶粒尺寸对应变速率最不敏感, 其亚固溶最大晶粒尺寸也在此锻造温度内最小化。因此, 为 FGH98 I 合金进行亚固溶热处理而选定此锻造温度将适用于全部的应变速率。亚固溶热处理时间从 0.25 h 到 1 h 允许平均晶粒尺寸从 8.6 μm 增大到 12.6 μm。在锻造温度为 1050 °C 时, 过固溶热处理试样的组织大体均匀。过固溶平均晶粒尺寸保持在近 20 μm 且在这个锻造温度内对应变速率和预保温时间不太敏感。在 1100 °C 进行锻造变形, 过固溶平均晶粒尺寸对应变速率和固溶时间更敏感, 0.0003 s⁻¹ 的应变速率和 1 h 的保温时间使其平均过固溶晶粒尺寸达到 46 μm, 这种趋势在另一种粉末盘件高温合金 ME3 中也被观察到^[11]。对变形温度为 1100 °C, 应变速率为 0.03 s⁻¹ 的锻造试样, 过固溶热处理试样展示了临界晶粒长大以产生高达 1100 μm 的异常大晶粒, 由于在试样边缘诱发的最高应变速率区在组织中有更高的变形, 促使其在直接过固溶热处理中出现异常晶粒长大, 这在 Rene88DT 合金中已观察到^[9]。因此, 建议在 1050 °C 进行锻造变形, 紧接着进行亚固溶或过固溶热处理以得到相应的均匀组织。

2.7. 热模拟锻造试样和实际盘件锻造结果的比较

基于热模拟实验结果建议的锻造条件, 指导 FGH98 I 合金实际的锻造工艺: 将一个直径为 84 mm, 高度为 123 mm 的热等静压料在预保温处理后, 在变形温度为 1050 °C, 应变速率为 0.001 s⁻¹ 下进行锻造, 坯料的最终高度为 41 mm, 表明有 2/3 的顶锻量, 如图 21 所示。FGH98 I 合金锻造盘件分别取样进行了 1135 °C/1 h 的亚固溶热处理和 1191 °C/1 h 的过固溶热处理, 方程 7 和 8 预测其平均晶粒尺寸为 12 μm 和 23 μm, 而实际盘件合金的测量结果为 10 μm 和 19 μm 且比预测值稍小, 这与盘件的真应变为 1.1, 比热模拟样的 0.7 要大有关系, 但也客观证实前面所建立的 FGH98 I 合金平均晶粒尺寸与变形温度, 应变速率和固溶时间的关系方程具有一定的实用性。



图 21 FGH98 I 合金锻造盘件

Fig.21 Forged disk of alloy FGH98 I

3. 结论

1. FGH98 I 合金展示了良好的热塑性，其锻造流变应力随应变速率增大而增高，随变形温度升高而降低。
2. FGH98 I 合金直接锻造晶粒平均尺寸一般在 $6.0\sim 8.0\ \mu\text{m}$ 之间变化，随变形温度升高和应变速率降低而粗化，但 $1100\ ^\circ\text{C}$ 和 $0.0003\ \text{s}^{-1}$ 的锻造条件结合产生稍大晶粒，建立了直接锻造平均晶粒尺寸与变形温度，应变速率的关系方程。
3. FGH98 I 合金亚固溶热处理平均晶粒尺寸在 $8.6\sim 24\ \mu\text{m}$ 之间变化，随固溶时间延长而缓慢增大，随着变形温度和应变速率增大而适度粗化，建立了亚固溶平均晶粒尺寸与变形温度，应变速率和固溶时间的关系方程。
4. FGH98 I 合金过固溶热处理平均晶粒尺寸在 $10\sim 46\ \mu\text{m}$ 之间变化，随着变形温度和固溶时间增大而增大，且后者的影响更显著，随着应变速率增大而减小，建立了过固溶平均晶粒尺寸与变形温度，应变速率和固溶时间的关系方程。

参考文献

- [1] Alniak MO, Bedir F. Modelling of deformation and microstructural changes in P/M Rene 95 under isothermal forging conditions. *Mater Sci Eng A* 2006;**429**(1-2):295-303.
- [2] Krueger DD, Kissinger R D, Menzies R G. Development and introduction of a damage tolerant high temperature nickel-base disk alloy, René88DT. In: Antolovich S D, Stusrud R W, MacKay R A, Anton D L, Khan T, Kissinger R D, *et al*, editors. *Superalloy 1992*, Warrendale: TMS; 1992, p.277-86.
- [3] Gabb TP, Garg A, Ellis DL, O'Connor K M. Detailed microstructural characterization of the disk alloy ME3. *NASA/TM-2004-213066*. Washington, D C: National Aeronautics and Space Administration; 2004.
- [4] Li H Y, Song XP, Wang Y L, Chen G L. Stability of γ' phase in FGH95 superalloy. *Rare Metal MaterEng* 2009;**38**(1):64-7.
- [5] Liu JT, Zhang YW, Tao Y, Liu G Q, Hu B F. Investigation of dynamic recrystallization of FGH96 powder metallurgy superalloy. *Trans Mater Heat Treat* 2006;**27**(5):46-50.
- [6] Wu K, Liu GQ, Hu BF, Zhang YW, Tao Y, Liu J T. Research progress of new type high-performance P/M turbine disk superalloy. *Mater Chin* 2010;**29**(3):23-32.
- [7] Bain KR, Gambone ML, Hyzak JM, Thomas M C. Development of damage tolerant microstructures in Udimet 720. In: Duhal D N, Maurer G, Antolovich S, Lund C, Reichman S, editors. *Superalloy 1988*, Warrendale: TMS; 1988, p.13-22.
- [8] Blankenship CP, Henry M F, Hyzak J M, Rohling R B, Hall E L. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Cetel A D, editors. *Superalloys 1996*, Warrendale: TMS; 1996, p.653-62.
- [9] Huron E, Srivatsa S, Raymond E. Control of grain size via forging strain rate limits for René88DT. In: Pollock T M, Kissinger R D, Green K A, Bowman R R, McLean M, Olson S, *et al*, editors. *Superalloys 2000*, Warrendale: TMS; 2000,

- p.49-58.
- [10] Soucail M, Harty M, Octor H. The effct of high temperature deformation on grain growth in a PM nickel base superalloy. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Cetel A D, editors. *Superralloys 1996*, Warrendale:TMS;1996, p.663-6.
 - [11] Gabb T P, O'Connor K. High temperature, slow strain rate forging of advanced disk alloy ME3. *NASA/TM-2001-210901*. Washington, D C: *National Aeronautics and Space Administration*; 2001.
 - [12] Gabb TP, Gayda J, Falsey J. Forging of Advanced Disk Alloy LSHR. *NASA/TM-2005-213645*. Washington, D C: *National Aeronautics and Space Administration*; 2005.
 - [13] Hu BF, He CQ, Gao Q, Li HY, Zhang SH. The formation mechanism of partial recrystallization zone and quenching crack in FGH95 alloy. *Acta Metall Sin* 1999;**35**(2):S363-7.